



KOREAN PATENT ABSTRACTS

(11) Publication number: 1020010060768 A
 (43) Publication date: 07.07.2001

(21) Application number: 1019990063195
 (22) Application date: 28.12.1999
 (71) Applicant: • POHANG IRON & STEEL CO., LTD.
 (72) Inventor: • JUNG, YANG JUN
 • LEE, JONG HO
 • YOO, MUN HYEON
 (51) Int. Cl: C22C 38/04
 C22C 38/28
 C21D 8/02

(54) METHOD FOR MANUFACTURING AGING-RESISTANT PIPE STEEL SHEETS HAVING SUPERIOR PROCESSABILITY

(57) Abstract:

PURPOSE: A method for manufacturing aging-resistant pipe steel sheets is provided to produce industrial pipes requiring superior expansion-processability and compression container such as butane gas vessel requiring excellent anisotropic property by controlling steel constituents and annealing condition of cold rolled steel sheet after cold rolling.

CONSTITUTION: The manufacturing method of the aging-resistant pipe steel sheets comprises the processes of hot rolling a steel slab after reheating the steel slab comprising C 0.0015-0.0040wt.%, Mn 0.50-1.20wt.%, P 0.030-0.080wt.%, S 0.015wt.% or less, Al 0.03-0.06wt.%, N 0.003wt.% or less, Ti 0.025-0.040wt.%, Cr 0.040-0.06wt.%, a balance of Fe, and other inevitable impurities wherein Mn/S is between 30 and 45 and *Ti/C is between 1.2 and 1.8; coiling in the temperature range of 620 to 700deg.C; cold-rolling at a reduction ratio of 80% or more; and then continuous annealing at over 710deg.C.

COPYRIGHT 2001 KIPO

For more registration information

Legal Status

No.	Receipt/Delivery No.	Receipt/Delivery Date	Document Title (KOR.)	Status (KOR.)
1	1-1-1999-0183346-27	1999.12.28	Patent Application (특허출원서)	Acceptance (수리)
2	1-1-2001-5126204-94	2001.05.03	Request for Examination (출원심사청구서)	Acceptance (수리)
3	4-1-2002-0027128-10	2002.03.21	Notification of change of applicant's information (출원인정보변경(경정)신고서)	Acceptance (수리)

4	4-1-2002-0043602-26	2002.05.15	Notification of change of applicant's information (출원인정보변경(경정)신고서)	Acceptance (수리)
5	4-1-2002-0043593-03	2002.05.15	Notification of change of applicant's information (출원인정보변경(경정)신고서)	Acceptance (수리)
6	9-1-9999-9999999-89	2003.02.17	Request for Prior Art Search (선행기술조사의뢰서)	Acceptance (수리)
7	9-1-2003-0011014-46	2003.03.19	Report of Prior Art Search (선행기술조사보고서)	Acceptance (수리)
8	9-5-2003-0164866-55	2003.05.01	Notification of reason for refusal (의견제출통지서)	Dispatched (발송처리완료)
9	1-1-2003-0235931-22	2003.06.30	Written Opinion (의견서)	Acceptance (수리)
10	1-1-2003-0235932-78	2003.06.30	Amendment to Description, etc. (명세서 등 보정서)	Acceptance of amendment (보정승인)
11	9-5-2003-0470715-14	2003.11.27	Decision to grant (등록결정서)	Dispatched (발송처리완료)

(19) 대한민국특허청 (KR)
(12) 공개특허공보 (A)

(51) 。 Int. Cl. ⁷
C22C 38/04
C22C 38/28

(11) 공개번호 특2001 - 0060768
(43) 공개일자 2001년07월07일

(21) 출원번호 10 - 1999 - 0063195
(22) 출원일자 1999년12월28일

(71) 출원인 포항종합제철 주식회사
이구택
경북 포항시 남구 괴동 1번지

(72) 발명자 이중호
경상북도포항시남구동촌동5번지포항제철소내
정양준
경상북도포항시남구동촌동5번지포항제철소내
유문현
경상북도포항시남구동촌동5번지포항제철소내

(74) 대리인 손원
전준항

심사청구 : 있음

(54) 가공성이 우수한 비시효성 관용강판 및 그 제조방법

요약

본 발명은 관용강판의 제조방법에 관한 것으로, 강성분을 조정하고 냉간압연후 냉연판소둔조건을 적절히 제어함으로써, 우수한 가공성 및 내압특성을 갖는 관용강판 및 그 제조방법을 제공하고자 하는데, 그 목적이 있다.

본 발명은 중량%로 탄소: 0.0015~0.010%, 망간: 0.50~1.20%, 인: 0.030~0.080%, 황: 0.015%이하, 알루미늄: 0.03~0.06%, 질소: 0.003%이하, 티타늄: 0.025~0.040%, 크롬: 0.040~0.06%, Mn/S의 원자비: 30~45, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 함유하고, 하기 관계식 1로 정의되는 유효 티타늄과 탄소의 원자비가 1.2~1.8인 가공성이 우수한 비시효성 관용강판 및 그 제조방법을, 그 기술적 요지로 한다.

[관계식 1]

$$Ti^* = "Ti - (48/32)S - (48/14)N"$$

색인어

돔, 확관, 관용강판, 드로잉, T-3

명세서

발명의 상세한 설명

발명의 목적

발명이 속하는 기술 및 그 분야의 종래기술

본 발명은 용접후 우수한 확관 가공성이 요구되는 산업용 잠관 및 우수한 내압 특성과 이방성이 요구되는 부탄가스관(압력용기)용 강판에 관한 것으로서, 보다 상세하게는 강성분과 냉간압연후 냉연판소둔조건을 제어함으로써, 우수한 가공성 및 내압특성을 얻을 수 있는 관용강판 및 그 제조방법에 관한 것이다.

관용강판은 통상 관으로 가공되기 전에 도장처리가 실시되지만, 이 때 강판중에 고용탄소가 많이 존재하면, 그 고용탄소가 이동 전이를 고착한다.

이러한 현상 때문에 관용강판에 드로잉(Drawing) 가공을 실시하면, 스트레처 스트레인(Stretcher Strain)이 발생하여 외관불량을 일으킴과 동시에 연신이 감소하여 파단이 발생하기도 하고, 항복점이 상승하여 형상불량등을 일으킨다. 또한, 구부리는 가공정도의 가벼운 가공을 하여도 주름 등이 발생한다.

이러한 문제점을 해결하기 위하여, 비시효성을 가진 가공성이 양호한 강판의 개발이 진행되어 왔다.

예를들면, 저탄소 알루미늄 킬드(Al Killed)강을 소재로 하여 냉각속도가 느린 상소둔에 의하여 강중의 고용탄소를 저감시키는 방법이 있다. 그러나, 이방법은 제조효율이 떨어질 뿐만 아니라, 제조공정 증가로 표면 및 형상불량등의 결함을 유발한다. 또한, 이 방법으로 제조된 강판의 평균 랭크포드(Rankford)치(이하 평균 r 치)는 통상 1.3~1.4 정도이며, 최근 관용강판의 극박화 요구에 대응하기 위해서는 이 정도의 평균 r 치로는 충분한 가공성을 확보하였다고 볼 수 없다.

한편, 극저탄소강을 소재로 하여 연속소둔에 의한 가공성이 양호한 비시효성 강판을 제조하는 시도가 되어 왔다.

예를들면, 일본 특공소 50-31531(연속소둔에 의한 비시효성 초가공용 강판의 제조방법)에는 강중의 전 탄소량, 질소량에 대하여 화학양론 이상의 다량의 티타늄, 니오븀 또는 지르코늄, 탄탈륨 등의 질화물 생성 성분을 첨가하여 고용상태의 탄소 및 질소를 화합물로서 고정하여 안정화하는 방법이 제안되었다. 그러나, 성분중 특히, 티타늄, 지르코늄, 탄탈륨은 화학적으로 대단히 활성적인 성분이므로 강판표면의 상태를 크게 열화시켜 내식성과 미려성이 요구되는 관용강판에는 적합하지 않다. 또한, 다량의 니오븀 첨가는 최종제품에서 폭 및 길이방향으로 재질편차를 유발하며, 재결정 온도가 크게 상승하여 소둔작업시 작업성 저하를 초래한다. 더욱이, 이러한 성분은 일반적으로 고가이며, 다량의 첨가는 합금성분 자체의 비용상승의 요인이 된다.

관용 강판의 재질은 로크웰(Rockwell) 표면경도(HR30T) 값에 의한 조질도(Temper Grade)로 평가되며, 조질도 T-1(HR30T: 49 ± 3), T-2(HR30T: 53 ± 3), T-2.5(HR30T: 55 ± 3), T-3(HR30T: 57 ± 3)까지의 연질 관용강판 및 조질도 T-4(HR30T: 61 ± 3), T-5(HR30T: 65 ± 3), T-6(HR30T: 70 ± 3)까지의 경질 관용강판으로 구분할 수 있다.

조질도 T-3 이하의 연질재는 주로 심한 가공을 받는 가공용 소재로서 비시효성, 심가공성 및 용접성이 요구되며, 조질도 T-4 이상의 경질재는 우수한 내압특성, 고가공성 및 고강도가 요구되는 부위에 적용되고 있다.

일본특공(평)40-3020호 및 특공(소)36-10052호 등에서는 경도가 높은 T-4, T-5급의 이하의 연질재의 제조는 불가능하다. 특개소 61-207520호 공보는 소둔온도를 720~850℃로 극히 높게 하여 결정입경을 크게 하고 조직 압연율을 5~10%로 하여 통상의 조직압연이 곤란한 방법이며, 소둔온도 및 조직 압연율은 실용화에 큰 장해가 되는 방법이다.

대한민국 특허공개공보 제1999-010558호는 극저탄소강에 특수원소(Ti, B)를 첨가하여 소둔온도 690~740℃범위로 제조되는 T-2급 연질 주석도금 원판은 부탄가스관의 내압에 대한 안정성 향상을 위하여 강화된 판 내압기준(15kg/cm² 이상)에 미달되며, 또한 돔(Dome) 제관시 이방성이 취약하여 압력 용기용으로서 적용하는데 있어서 가공성에 문제점이 있다. 또한 산업용 잡관으로 적용되는 T-3급 관용 강판은 용접후 확관 가공시 용접부위가 파열되는 문제점이 있다. 또한, 관용 강판을 제조하는 생산업체에서 조직도 T-3연질재와 T-4경질재의 생산비율은 대략 각각 40%, 45% 수준으로서 전체 관용강판의 80%이상을 점유하고 있으나, T-3 연질재와 T-4경질재를 1개 강종으로 제조할수 있는 방법은 아직까지 제안되지 않았다.

발명이 이루고자 하는 기술적 과제

이에, 본 발명자는 상기와 같은 문제점을 해결하기 위하여 연구와 실험을 거듭하고 그 결과에 근거하여 본 발명을 제안하게 된 것으로, 본 발명은 강성분을 조정하고 냉간압연후 냉연판소둔조건을 적절히 제어함으로써, 우수한 가공성과 내압특성을 갖는 관용강판 및 그 제조방법을 제공하고자 하는데, 그 목적이 있다.

발명의 구성 및 작용

본 발명은 중량%로 탄소: 0.0015~0.0040%, 망간: 0.50~1.20%, 인: 0.030~0.080%, 황: 0.015%이하, 알루미늄: 0.03~0.06%, 질소: 0.003%이하, 티타늄: 0.025~0.040%, 크롬: 0.040~0.06%, Mn/S의 원자비: 30~45, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 함유하고, 하기 관계식 1로 정의되는 유효 티타늄과 탄소의 원자비가 1.2~1.8인 가공성이 우수한 비시효성 관용강판에 관한 것이다.

[관계식 1]

$$Ti^* = "Ti - (48/32)S - (48/14)N"$$

또한, 본 발명은 관용강판의 제조방법에 있어서,

중량%로 탄소: 0.0015~0.0040%, 망간: 0.50~1.20%, 인: 0.030~0.080%, 황: 0.015%이하, 알루미늄: 0.03~0.06%, 질소: 0.003%이하, 티타늄: 0.025~0.040%, 크롬: 0.040~0.06%, 망간과 황의 원자비: 30~45, 유효 티타늄과 탄소의 원자비: 1.2~1.8, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로 구성된 강 슬라브를 제가열하고 열간압연한 후, 620~700℃의 온도범위에서 권취하고 80% 이상의 압하율로 냉간압연한 다음, 연속소둔로에서 710℃이상의 온도에서 소둔하는 것을 특징으로 하는 가공성이 우수한 비시효성 관용강판의 제조방법에 관한 것이다.

이하, 본 발명에 대하여 설명한다.

본 발명의 탄소(C)는 연신, 평균 r값의 향상 관점에서 낮은 쪽이 바람직하다.

그러나, 슬라브 단계에서 탄소량이 0.0015% 미만의 경우는 입경이 현저히 조대화되어 가공후 최종단계 제품의 상태에서 오렌지필(Orange Peel) 현상이 발생될 위험성이 높다. 또한, 열간압연시의 변태점은 강중 탄소량의 영향을 크게 받는데, 그 함량이 적으면 변태점이 매우 상승하기 때문에 오스테나이트 단상역에서 마무리 압연을 끝낼수 없어서 균일하고 우수한 가공성이 요구되는 관용강판의 소재로서는 부적절하다.

한편, 탄소의 함량이 0.0040%를 초과하는 경우에는 냉간압연후 단시간의 소둔으로는 탈탄반응을 충분히 진행할 수 없고, 목표로 하는 비시효성을 얻을수 없게 된다. 또한, 실제 공업적으로 생산하는 경우는 라인의 길이에 제약이 있고, 소둔시간을 무한정 길게 할수 없기 때문에 탄소량도 한정된다.

따라서, 상기 탄소는 특히 평균 r치의 향상 관점에서 0.0015~0.0040%로 제한하는 것이 바람직하다.

상기 망간(Mn)은 강의 적열취성을 방지하기 위하여 첨가하는 원소로, 변태점을 저하시켜 열간압연사상에 있어서 압연 조건의 규제를 완화시키는 역할을 한다. 즉, 또, 망간의 함량을 적정화함으로써 강판의 고용 강화량을 억제하고, 강판조직을 균일및 미세화하는 것이 가능하다.

이러한 망간의 함량은 황(S)과 병행하여 설정하는 것이 바람직한데, 0.50~1.20%로 설정하는 것이 바람직하다. 이와 같이, 그 함량이 0.50%이상이면, 보론을 첨가하지 않아도 냉각시 Ar_3 변태온도를 낮추고 오스테나이트에서 페라이트 변태를 억제하여 저온에서 메시브(Massive) 변태를 일으킴으로써, 용접부의 냉각시 용접 열영향부의 결정립 이상 성장을 억제하는 효과를 나타낸다. 또한, 용접 열영향부의 경도 강화현상이 낮아 종래의 보론 첨가강과 유사한 특성을 나타내며, 재결정온도가 20~30℃정도 낮아져 소둔작업성이 개선된다.

그러나, 그 함량이 1.2%를 초과하면 재결정후의 경도값은 상승하지만, 오히려 경도가 감소할 뿐만 아니라, 연속소둔시 탈탄 반응이 지연되므로, 상기 성분범위는 0.5~1.2%로 설정하는 것이 바람직하다.

상기 황(S)은 연속소둔공정에서의 탈탄반응을 위해, 가능한 저감시키는 것이 바람직하므로, 그 함량은 0.015% 이하로 하는 것이 바람직하다. 이에 대한 상세한 기구는 불명확하지만, 황을 저감함으로써, 강중의 석출물을 감소시켜 가공성을 향상시킬 수 있다.

한편, 상기 망간과 황의 원자비는 망간화합물계 석출물의 크기 및 분포를 좌우할뿐만 아니라 연주 공정에서의 균열결합의 원인이 되므로, 이것의 제어는 재료의 안정적인 확보면에서 중요하다. 즉, 망간과 황의 원자비가 30미만이면 적열취성을 유발하고, 45를 초과하면 고용 망간량이 증가하여 목표로 하는 조직도 및 가공성을 확보할수 없으므로, 상기 망간에 대한 황의 원자비는 30~45로 설정하는 것이 바람직하다.

상기 알루미늄(Al)은 강중의 질소를 고정 및 안정화하는 중요한 성분으로, 비시효성 저감 관점에서는 그 함량이 0.030%이상인 것이 바람직하다. 그러나, 그 함량이 0.060%를 초과하면 성분비용이 상승할 뿐만 아니라, 표면결합을 일으킬 위험성도 커지고, 슬라브 단계에서의 균열발생 위험성도 커진다. 따라서, 그 성분범위는 0.030~0.060%로 설정하는 것이 바람직하다.

상기 인(P)은 조직강화로 인한 고용강화 및 결정립 미세화 효과를 갖는 원소로, 경질 판용강판을 제조할때는 가능한 다량으로 사용하는 것이 바람직하다.

강중의 인이 증가하면, 냉간압연후 소둔시 재결정에 영향을 주어 재결정의 핵생성 및 결정립 성장을 억제한다. 즉, Fe-TiP계 석출물이 입계에 석출하여 주로 입내에 미세하게 석출되는 TiC계 석출물의 밀도가 감소하게 된다. 따라서, 미세한 TiC계 석출물의 석출이 억제됨으로써, 소둔판의 페라이트 결정립 성장이 촉진되어 평균 r값이 향상된다.

그러나, 그 함량이 0.080%를 초과하면 내식성 열화, 재료 취화 등의 문제를 유발할 뿐만 아니라, 재결정온도를 상승시키므로, 그 상한은 0.080%로 설정하는 것이 바람직하다. 즉, 양호한 내식성, 높은 가공성을 얻기 위해서는 인 함유량은 0.08%이하가 좋다.

상기 질소(N)는 비시효성 저감 관점에서 그 상한을 0.003% 이하로 설정하는 것이 바람직하다. 즉, 질소가 다량으로 강중에 함유되면, 첨가하는 알루미늄에 의한 질소의 고정 및 안정화 효과가 충분히 작용하지 않고, 최종 제품단계에서 임계량 이상의 고용 질소가 잔존한다. 이 때문에, 제관시 플루팅(Flutting) 및 경가공시의 스트레처 스트레인(Stretcher Strain) 발생 등의 부작용이 발생한다. 또한, 강중의 질소 함유량이 많은 경우는 균형이 맞는 알루미늄 첨가량을 증가시키는 것이 비시효 특성에는 유리하지만, 질소 함유량이 0.003%를 초과하면 연성의 열화가 현저할 뿐만 아니라, 슬

라브 제조단계에서의 균열 발생 위험성이 증대하게 된다. 또한, 질소량이 0.003%를 초과하면 질소량에 대응하는 티타늄의 량도 많아져서 합금비용이 상승됨과 동시에 가공성의 열화를 초래한다.

따라서, 상기한 문제점을 방지하고, 평균 r치 등으로 대표되는 가공성을 더욱 향상시키기 위해서는 그 함유량을 0.003%이하로 설정하는 것이 바람직하다.

상기 크롬(Cr)은 강내에서 강화를 위해 첨가되는 원소로서, 그 함량이 0.04% 미만인 경우에는 T-3 및 T-4재에 대응하는 강화효과를 얻기 곤란하며, 0.06%를 초과하면, 주석도금원판의 강화효과는 증가하지만, 크롬량의 증가에 따른 제조원가의 상승을 초래하므로, 그 성분범위를 0.04~0.06%로 한정하는 것이 바람직하다.

상기 티타늄(Ti)은 비시효성에 유효한 성분으로, 그 함량은 0.025~0.040%로 설정하는 것이 바람직한데, 그 이유는 그 함량이 0.025% 미만인 경우에는 가공공정에서 플루팅(flutting) 및 스트레처 스트레인(Stretcher Strain) 등의 결함이 발생하고, 반면에 0.040%를 초과하면 재결정온도가 높아지고, 고용 티타늄에 의해 연속소둔시 페라이트상의 회복 및 재결정을 지연시켜 연속소둔 작업시 소둔온도를 높임으로서 소둔작업성을 나쁘게 하기 때문이다.

한편, 본 발명은 재질 및 가공성을 확보하기 위해서, 강내에 존재하는 탄소, 질소 및 황의 첨가량 등과의 조합에 의해 티타늄의 첨가량을 제어하는 것이 바람직하다. 즉, 하기 관계식 1로 정의되는 유효티타늄과 탄소의 원자비(Ti*/C)는 1.2~1.8로 설정하는 것이 바람직한데, 그 이유는 다음과 같다.

상기한 바와 같이, 유효티타늄과 탄소의 원자비를 1.2~1.8로 설정하면, 탄질화물 형성원소로서 첨가되는 티타늄은 미세하게 생성되는 니오븀 질화물과는 달리, 조대한 석출물로 강내에 석출되어, 페라이트상의 재결정 현상을 억제하지 않으면서 고용되어 있는 탄소와 질소등을 고착하여 고용원소로 인하여 유발되는 시효현상을 억제할 수 있다. 즉, 단순히 탄소를 0.0015%미만으로 저감하는 것만으로는 얻을 수 없는 우수한 비시효 특성을 얻을 수 있는 것이다. 또한, 결정립의 미세화로 인해 성형시 표면거칠음을 방지할 수 있는 효과도 있다. 특히, 본 발명에서는 소재의 탄소량 수준이 낮기 때문에, 각 제조공정에서 결정입경의 조대화 및 최종제품의 표면 거칠음을 방지라고 하는 점에서도 극히 우수한 효과를 발휘한다.

[관계식 1]

$$*Ti = "Ti - (48/32)S - (48/14)N"$$

상기와 같이 조성된 강 슬라브를 재가열하고 열간압연 및 열연권취한 후 냉간압연하고 냉연판소둔하는 공정을 통해 관용강판으로 만드는데, 상기 마무리열간압연온도는, 냉간압연 및 소둔후의 평균 r치로 대표되는 가공성을 양호하게 하기 위하여 Ar₃ 변태점~950℃로 설정하는 것이 바람직하다. 그 이유는, 950℃를 초과하면, 강판의 조직이 조대화하기 쉽고 가공성이 열화하는 경향을 나타내기 때문이다.

상기와 같은 열간압연종료후에는 가능한 한 신속하게 냉각을 개시하는 것이 강판조직의 미세화에 유리하기 때문에, 대략 0.3초 이내에서의 냉각개시가 이루어지도록 하는 것이 바람직하다. 냉각개시후에는 권취개시까지의 30℃/s 이상의 냉각속도로 냉각하는 것이 좋다. 이와 같이 하면, 강판의 조직을 보다 미세화할 수 있기 때문에 얻어진 최종제품의 가공성이 양호해진다.

그 후, 620℃~700℃의 온도범위에서 권취하는 것이 바람직한데, 그 이유는 그 온도가 620℃ 미만이면, 냉각의 불균일에 의하여 판형상에 불량을 일으켜 다음공정의 산세 및 냉간 압연에 지장을 초래하고, 700℃를 초과하면 스케일 두께가 증대하여 산세에 시간이 걸릴뿐만 아니라, 핫코일의 조직이 조대화하므로 최종적인 강판의 가공성을 나쁘게 하기 때문이다. 또한, 700℃를 초과한 권취온도로 한 경우는 권취후 냉각속도의 차이에서 강판 폭방향에서의 재질변동이 발생하기 때문에 바람직하지 않다.

한편, 본 발명에서는 충분한 심가공성을 얻을수 얻기 위해, 상기 권취후 냉간압연을 80%이상의 압하율로 실시하는 것이 바람직하고, 보다 바람직하게는 85%이상인 것이 좋다. 이에 대한 상세한 기구는 불명확하지만, 냉간압연 압하율을 85%이상하면 연속소둔시의 탈탄반응이 촉진되는 경향이 있다.

다음, 냉연판소둔을 실시하는데, 그 온도를 재결정이 완료되는 최저온도인 710℃ 이상으로 설정하면 높은 냉간압하율로 조직 미세화를 형성하여 강도를 향상시킬 수 있다. 또한, 소둔온도의 상한은 특히 규정하지 않지만, 연속소둔시에 강대의 파단 및 히트버클(Heat Buckle) 등의 결함을 일으키지 않는 조업상의 상한온도가 여기에 상당하고, 이러한 문제가 없으면 강의 조직상으로 오스테나이트가 출현하는 온도가 그 상한이 된다. 한편, 소둔시간은 재질의 안정성을 도모하기 위하여, 18초 이상으로 설정하는 것이 바람직하다. 이와 같이 설정함으로써, 이 발명의 필수요건인 강판의 재결정이 충분히 달성할 수 있다.

그 후, 상기와 같이 제조된 판용강판의 두께는 0.40mm 이하로 하는 것이 바람직하다.

(실시에)

하기 표1과 같이 조성된 용강을 연속주조후 슬라브를 1,250℃로 재가열하고 하기 표2의 제조조건으로 판두께가 0.25mm인 냉연 박강판으로 제조하였다.

이 때, 소둔시간은 30초였고, 이 때 로내 분위기는 H_2 4%+ N_2 96%의 혼합가스분위기였으며, 노점은 -15℃였다. 이와 같은 소둔후의 냉각속도는 25℃/s로서 일정하게 하였다.

그 다음, 제조된 강판에 조질압연을 압하율 1.0%로 일정하게 하여 실시한후, 페로스탄 타입(Ferrositan Type)의 전기주석 도금공정에서 #25번 주석도금하여 여러가지 시험을 실시하고, 그 시험결과를 하기 표2에 나타내었다.

이 때, 인장특성은 통상의 JIS 5호 시험편을 이용하여 측정하였다.

또한, 평균 r치는 JIS 5호 시험편을 이용하여 3점법을 측정하고, 압연방향에 대하여 0°, 45°, 90° 각방향의 r치를 각각 r_0 , r_{45} , r_{90} 으로서 평균 r치="(r₀+r₉₀+2r₄₅)/4, △r치="(r₀+r₉₀+2r₄₅)/2로 산출하였다.

시효지수(AI)는 미리 변형을 부여한 후, 부하를 낮추어 100℃에서 30분 시효를 행한후 응력의 증가량으로 평가하였다.

내플루팅성, 용접성은 제관사에서 제조된 시편을 가공하여 육안평가하였으며, 내압은 제관사에서 부탄가스관을 제관하여 내압특성시험을 실시하여 얻은 것이다.

[표 1]

구분	화학적분 (중량%)									
	C	Mn	P	S	Sol - Al	N	Ti	Cr	Ti*/C원자비	Mn/S원자비
발명강A	0.0028	0.91	0.064	0.012	0.052	0.0025	0.030	0.05	1.22	44.3
발명강B	0.0034	1.12	0.038	0.015	0.044	0.0023	0.035	0.04	1.35	43.6
발명강C	0.0035	0.76	0.077	0.012	0.049	0.0029	0.033	0.05	1.44	37.0
발명강D	0.0030	0.64	0.051	0.011	0.034	0.0019	0.028	0.06	1.66	34.0
종래강E	0.0036	1.01	0.056	0.014	0.040	0.0027	0.032	0.04	0.48	42.1
종래강F	0.0034	0.95	0.062	0.008	0.045	0.0025	0.034	0.05	3.95	69.3
종래강G	0.0025	0.34	0.041	0.012	0.052	0.0023	0.035	0.05	3.64	16.5
종래강H	0.0030	0.86	0.018	0.013	0.045	0.0027	0.028	0.04	- 0.25	38.6
종래강I	0.0051	0.79	0.056	0.013	0.056	0.0026	0.040	0.05	2.27	35.5
종래강J	0.0034	0.91	0.049	0.008	0.033	0.0038	0.025	0.04	- 0.01	66.4
종래강K	0.0035	1.03	0.061	0.020	0.051	0.0025	0.035	0.04	- 1.02	30.1
종래강L	0.0023	0.66	0.045	0.014	0.069	0.0027	0.036	0.06	2.49	27.5
*Ti= "Ti - (48/32)S - (48/14)N"										

[표 2]

구분		제조조건				품질 특성									
		사상압연온도 (℃)	권취온도 (℃)	냉연압하율 (%)	소둔온도 (℃)	평균 r치	$\Delta r(\pm)$	Al(Kg /mm)	YP-EL (%)	내압(kg /cm)	내플루 탕성	용접 성	HR3 0T	조질도 등급	확 보
발명재 1	발명 강A	913	670	87	725	1.8	0.03	0	0	13.6	0	0	58.1	T3	0
발명재 2		915	670	89	715	1.8	0.05	0	0	15.5	0	0	61.9	T4	0
비교재 3		914	718	89	721	1.2	0.25	0.3	0	13.9	0	0	56.3	T4	x
비교재 4		913	670	86	702	1.5	0.34	0.1	0	13.7	△	0	54.8	T3	x
비교재 5		915	670	87	698	1.3	0.38	0.3	0	13.5	0	△	58.3	T3	x
비교재 6		912	670	89	702	1.2	0.35	0.2	0	15.6	0	0	62.4	T4	x
발명재 7	발명 강B	915	670	87	724	1.8	0.08	0	0	13.8	0	0	57.8	T3	0
비교재 8		915	670	89	704	1.3	0.41	0.5	0	15.5	0	0	62.7	T4	x
발명재 9	발명 강C	915	670	87	721	1.9	0.06	0	0	13.8	0	0	56.8	T3	0
비교재 10		913	670	89	705	1.2	0.31	0.5	0	15.9	0	0	64.9	T5	x
발명재 11	발명 강D	925	670	87	721	1.9	0.06	0	0	13.7	0	0	57.4	T3	0
비교재 12		920	670	87	706	1.3	0.29	0.3	0	15.5	0	0	59.5	T4	x
종래재 13	종래 강E	913	670	87	718	0.9	0.41	2.5	4.2	13.2	x	x	54.8	T2 .5	x
종래재 14	종래 강F	915	670	89	720	1.0	0.38	4.5	4.6	13.5	x	△	56.6	T3	x
종래재 15	종래 강G	916	670	87	721	0.9	0.45	3.8	5.1	13.2	x	x	54.2	T2 .5	x
종래재 16	종래 강H	915	670	89	730	0.8	0.36	3.9	4.5	13.4	x	x	56.7	T3	x
종래재 17	종래 강I	914	670	87	718	1.0	0.40	4.0	5.2	12.9	△	△	54.0	T2 .5	x
종래재 18	종래 강J	915	670	89	723	0.9	0.42	3.8	4.3	13.4	x	x	56.5	T3	x
종래재 19	종래 강K	920	670	87	712	0.8	0.40	5.0	3.2	13.0	x	x	53.4	T2 .5	x
종래재 20	종래 강L	917	670	89	715	0.9	0.43	4.2	4.7	13.5	x	△	56.4	T3	x

주) 0: 양호, △: 불량, x: 매우불량

상기 표1 및 표2에 나타난 바와 같이, 발명강(A)~(D)는 유효 티타늄에 대한 탄소의 원자비가 모두 본 발명범위에 있어서, 강내의 고용원소를 완전히 고착, 석출시켜 항복점연신율(YP-EL)이 0을 나타내었다. 또한, 망간이 모두 0.60% 이상첨가되어 보론을 첨가하지 않아도 냉각시 Ar₃ 변태온도를 낮추고, 오스테나이트에서 페라이트 변태를 억제하여 저온에서 메시브(Massive) 변태를 일으킴으로써, 용접부 냉각시 용접 열영향부의 결정립 이상 성장을 억제하는 효과를 나타내어, 재료가 용접상태가 우수하였다.

한편, 이 발명의 범위를 벗어난 종래강은 동일한 발명강과 동일한 제조조건에서도 조질도가 낮은 T-2.5 및 T-3급 강판이 얻어졌다.

본 발명강을 이용하고 본 발명범위내의 제조조건으로 제조된 발명제는 모두 평균 r 치가 높고, Δr 치가 적었다(즉, 귀(Ear) 발생이 적다). 또한, 내플루팅성 및 용접성 모두 우수하였다. 특히, Al(시효지수) 및 YP-EL(항복점 연신율)은 모두 0으로 비시효성을 나타내어 현저한 개선효과가 있었다. 이와 같은 높은 평균 r 치와 적은 Δr 치를 갖는 강판은 가공성과 동시에 양호한 귀발생이 없는 특성이 요구되는 돌 제판에 있어서 적합하다. 또한, 비시효성으로 연성이 우수한 발명범위내의 강판은 고가공후 또는 그 후 시효처리가 실시된 후에도 성형성이 우수하다는 것을 확인하였다.

한편, 냉연압하율 86%에서는 T-3급, 88%에서는 T-4급 강도를 확보할수 있으며, T-4급은 제판사에서 제판후 내압 측정결과 규격기준 15kg/cm² 이상을 만족하였다.

반면에, 본 발명범위를 벗어난 비교제 및 종래제들은 가공특성을 대표하는 평균 r 치, Δr 치, 내압, 내플루팅성 및 용접성이 본 발명강 대비 매우 불량하였다.

유효 티타늄에 대한 탄소의 원자비가 본 발명의 제한 조건보다 낮은 비교강(E), (H), (J), (K)를 이용한 종래제(13), (16), (18), (19)은 소둔온도 710℃ 이상에서 재결정은 완료되었지만, 유효 티타늄에 대한 원자비가 부족하기 때문에 캔 가공시 플루팅 현상이 발생하였으며, 용접상태가 불량하였다. 이것은 강내 고용원소의 존재에 의해 주석도금라인의 리플로우(Reflow) 공정 및 제판라인의 소부(Baking) 공정에서 이들 고용원소에 의한 변형시효가 발생하여 롤-포밍(Roll Forming) 가공시 꺾임(Flutting) 현상 및 스트레칭 스트레인(Stretcher Strain) 현상이 발생하여 제판 가공성을 불량하게 하였다.

본 발명강을 이용하지만, 소둔온도가 본 발명범위보다 낮은 비교제(4), (5), (6), (8), (10), (12)는 재결정이 완료되지 않아서 T3, T4제의 목표재질을 확보할수 없을 뿐만 아니라 재질의 편차가 커짐에 따라 평균 r 치와 Δr 치가 각각 0.9~1.3 및 0.29~0.43 수준으로서 이방성 등 가공성이 현저히 저하하였다.

또한, 명강에서 제안된 권취온도 620~700℃보다 높은 온도에서 권취한 비교제(3)은 핫코일의 조직이 조대화하여 권취후 냉각속도의 차이에서 강판 폭방향에서의 재결변동이 발생하기 때문에 평균 r 치, Δr 치 등 가공성이 저하하였다.

망간에 대한 황의 원소비(Mn/S비)가 본 발명범위를 벗어난 종래강(F), (G), (J), (L)을 이용한 종래제(14), (15), (18), (20)는 동일한 냉간압하율에서 발명강 대비 정도 및 내압이 매우 저하되었으며, 평균 r 치 및 Δr 치가 불량하였다.

즉, 망간과 황의 원자비가 30미만으로 낮은 경우 적열취서의 원인으로 작용하고, 45를 초과하면 고용 망간량이 증가하여 목표로 하는 조질도 및 가공성을 확보할수 없게된다.

발명의 효과

상술한 바와 같이, 본 발명은 망간 및 인을 상향첨가하고, 냉간압연후 소둔조건을 적절히 제어함으로써, 비시효성, 용접성 및 재결강화를 확보하고, 이방성 효과를 강화함으로써, T-3급 연질관용 강판의 우수한 용접성, 확판 가공성 및 T-4급 경질 주석도금 원판의 우수한 내압특성과 이방성을 보유하며, 2종 모두 비시효성을 확보한 관용강판을 효율적으로 제조할 수 있는 효과가 있는 것이다.

(57) 청구의 범위

청구항 1.

중량%로 탄소: 0.0015~0.0040%, 망간: 0.50~1.20%, 인: 0.030~0.080%, 황: 0.015%이하, 알루미늄: 0.03~0.06%, 질소: 0.003%이하, 티타늄: 0.025~0.040%, 크롬: 0.040~0.06%, Mn/S의 원자비: 30~45, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물을 함유하고, 하기 관계식 1로 정의되는 유효 티타늄과 탄소의 원자비가 1.2~1.8인 가공성이 우수한 비시효성 관용강판

[관계식 1]

$$Ti^* = "Ti - (48/32)S - (48/14)N"$$

청구항 2.

관용강판의 제조방법에 있어서,

중량%로 탄소: 0.0015~0.0040%, 망간: 0.50~1.20%, 인: 0.030~0.080%, 황: 0.015%이하, 알루미늄: 0.03~0.06%, 질소: 0.003%이하, 티타늄: 0.025~0.040%, 크롬: 0.040~0.06%, 망간과 황의 원자비: 30~45, 유효 티타늄과 탄소의 원자비: 1.2~1.8, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로 조성된 강 슬라브를 재가열하고 열간압연한 후, 620~700℃의 온도범위에서 권취하고 80% 이상의 압하율로 냉간압연한 다음, 연속소둔로에서 710℃이상의 온도에서 소둔하는 것을 특징으로 하는 가공성이 우수한 비시효성 관용강판의 제조방법

청구항 3.

제2항에 있어서, 상기 냉간압연시 압하율을 85% 이상으로 하는 것을 특징으로 하는 가공성이 우수한 비시효성 관용강판의 제조방법